

14
28

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 04-094850

(43)Date of publication of application : 26.03.1992

(51)Int.Cl.

B22D 11/10

B22D 41/54

C04B 35/10

(21)Application number : 02-209312

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 09.08.1990

(72)Inventor : TSUTSUMI NAOTO
SASAI KATSUHIRO
MIZUKAMI YOSHIMASA
WADA KOJI

(54) SUBMERGED NOZZLE

(57)Abstract:

PURPOSE: To surely obviate the development of blister defect at the time of rolling and annealing a steel strip and to improve the yield by regulating contents of silica and silicon carbide to be constituting components of the contact surface with molten steel in a submerged nozzle.

CONSTITUTION: In the alumina-graphite quality-made submerged nozzle, the constituting components of the inner peripheral surface in the nozzle is composed of ≤ 50 wt.% silica and 5-55wt.% silicon carbide. Gas blowing quantity enough to prevent nozzle clogging is secured and remarkable increase of refining cost is suppressed and further, always stable effect can be obtd. even in variation of the operational condition in the continuous casting. Further, the continuous casting for supplying the cast slab for low carbon steel strip without the blister defect can be executed.

15/28

⑫ 公開特許公報(A)

平4-94850

⑮ Int. Cl.⁵

識別記号

庁内整理番号

⑬ 公開 平成4年(1992)3月26日

B 22 D 11/10

3 3 0 S

6411-4E

C 04 B 35/10

G

8719-4E

8924-4G

審査請求 未請求 請求項の数 1 (全9頁)

⑭ 発明の名称 浸漬ノズル

⑯ 特 願 平2-209312

⑰ 出 願 平2(1990)8月9日

⑱ 発 明 者 堤 直 人 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

⑱ 発 明 者 笹 井 勝 浩 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

⑱ 発 明 者 水 上 義 正 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

⑱ 発 明 者 和 田 耕 治 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

⑲ 出 願 人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号

⑳ 代 理 人 弁理士 吉 島 寧

明 細 書

1. 発明の名称

浸漬ノズル

2. 特許請求の範囲

アルミナ-黒鉛質製浸漬ノズルにおいて、ノズル内周面の構成成分を、シリカの含有量を5重量%以下、かつ炭化硅素の含有量を5~15重量%としたことを特徴とする浸漬ノズル。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、鋼の連続鋳造に使用される浸漬ノズルに関するものである。

(従来の技術)

鋼の連続鋳造において、例えばタンディッシュから連続鋳造機のモールド内へ溶鋼を注入する浸漬ノズルは、溶鋼の酸化防止やモールド内の流動の制御等重要な役割を有している。

一方、こうして連続鋳造機にて鋳造された例えば低炭素鋼鋼片は、熱間圧延、あるいは熱間圧延後、冷間圧延を施した後焼鈍工程を経て薄鋼板と

して製品とされる。この熱間圧延後の鋼板あるいは、焼鈍後の冷延鋼板の板表面に、しばしば、幅1~4mm、長さ数mmに隆起した、あるいはこれら数mmの隆起が点状に連続して300mmにわたって連なった、いわゆるふくれ状の欠陥(以下ふくれ欠陥と称す)が生じることがある。

これらの欠陥は、自動車用鋼板の如き加工が施される薄鋼板において、とりわけその加工性を高めるため鋼板中の炭素濃度を極力低下させた、鋼中の炭素含有量が0.005wt%以下の極低炭素鋼の場合に、さらに製品中の固溶炭素や窒素を析出物として固定させるために、TiやNbといった炭素や窒素との親和力が強い第三元素を添加させた鋼種に多く発生しがちであり、製品の歩留まりの大幅な低下を招く大きな原因に数えられている。この極低炭素鋼板は、溶鋼二次精錬技術の発展、中でもRHやDH等の真空脱ガス技術の著しい技術開発の結果、清浄性の高い極低炭素鋼として連続鋳造が可能となったことから、上記のように連続鋳造の鋼片として、後工程に送られる。これら

鋳片は、熱間圧延さらには冷間圧延、焼鈍工程を経て製品とされるが、この最終工程で検出されるふくれ欠陥は、多段におよぶ溶製、加工工程の手順を踏んでおり、その滞留まり低下は、鋳鋼工程のみならず、製品製造コストに大きく影響をもたらすわけである。

このふくれ欠陥の主な原因は、連続鋳造の際に、モールドに溶鋼を供給する浸漬ノズルから吹き込まれるArガスが、鋳片内部に捕捉されるためとされている。

すなわち、第1図に示すように、一般に低炭素鋼の連続鋳造の際には、タンディッシュ1からモールド2へ溶鋼を供給するために、タンディッシュ1に設置した、上ノズル3、スライディングプレート4、下ノズル5ならびにモールド内浸漬ノズル6等から構成される、いわゆる浸漬ノズルが広く用いられる。この浸漬ノズルは、そのノズル内部の溶鋼と接触する内周面、中でも接触する溶鋼の流速が特に速い、スライディングプレート部4、あるいは逆Y字型の下向き2孔の形式が広く

一般的に取られている溶鋼流出部7（以下吐出口と称す）等の部分に、溶鋼との接触の時間が長くなるにつれて、鋼中に存在する酸化アルミニウム（以下アルミナと称す）が集積し、ノズル閉塞の問題を有する。そこで、介在物の集積を抑制するために、浸漬ノズルの内周面11を介して溶鋼流入流に対して多量のガスの放出が行える構造となっており、現在Arガスが広く吹き込まれ連続鋳造の安定な操業に不可欠となっている。

この吹き込まれるArガスは、その大部分はモールド2に供給される溶鋼中に溶入し、モールド内あるいは連続鋳造機内で、周辺溶鋼の流速の低下に伴って、溶鋼とガスの比重差に基づく浮力によってその大部分が浮上し、モールド上層に沉澱されたパウダー層8内に吸収、あるいはパウダー層8を通過して機外へ放出され、またこの浮上の間に周辺に存在する介在物を伴うため、鋳造された鋳片の清浄化にも大きく寄与する。

ところが、一部の浮上中のガスは鋳片の凝固殻9に捕捉され、鋳片内に気泡10として残留する

- 3 -

ことが認められており、この傾向は特に湾曲型連続鋳造機で顕著である。

この気泡10は、その径が大きいものほど、熱間圧延を経たのちも鋼中に気泡10のまま残存やすく、とくに気泡内に微細なアルミナ系等の介在物を捕捉している場合には、圧着が妨げられることになり、鋼板の表面にふくれ状の欠陥となる。

またその後の冷間圧延に際して、Arといった鋼板への溶解度も小さく、拡散による系外への放出がほとんど無い気泡10の場合には、このような高圧着な気泡10の内圧が増加し、その後の焼鈍工程において、鋼材の酸化化とともに、溶板の表面を局部的に隆起させるに至る。さらに、高圧着気泡内面に存在するアルミナ系等の介在物が存在する場合は、この固い介在物と密着した鋼材の両者の境界にポイドと称する空隙が形成されやすい。この部分には、焼鈍工程で酸化抑制のために雰囲気ガス中に成分として使用されるH₂N₂等の還元ガスから、水素成分が鋼板中に拡散して侵入しやすく、このふくれ欠陥を助長する因子となる。

- 5 -

- 4 -

以上のように、低炭素鋼板の表面にしばしば発生するふくれ欠陥が、その主たる原因としてArガス気泡10に由来することから、欠陥発生を抑制するために浸漬ノズルからのArガスの吹き込み流量を低下させると、本来の目的であるノズル閉塞防止の効果を充分に発揮することができなくなるという問題がある。

そこで、浸漬ノズルの閉塞防止を確実に享受しつつ、ふくれ欠陥の発生を抑制するために、溶鋼トン当たり4N以下に制限したArと残余N₂との混合ガスを用い、鋳片の内部に捕捉されるガス気泡に基づく1mm以上のピンホール数をトン当たり10個以内に低減させる方法（特開明62-38747号公報）、等が報告されている。

（発明が解決しようとする課題）

しかしながら、浸漬ノズルからN₂ガスを吹き込んだ場合には、例えば特に鋳造速度が遅くなり溶鋼とN₂ガスの接触時間が長くなると、鋳片の一部分ではあるが、このN₂ガスが溶鋼中に少なからず吸収され、すでに存在する以上に溶鋼中の

- 6 -

窒素濃度が増加する。この窒素成分は、鋳片の凝固段階あるいは冷却段階において種々の窒化物として鋼材中に析出してくるため、溶鋼板の加工性、成形性に支障をきたす恐れがあり、傷力低いほうが好ましいと言われている。実際に現状の窒素濃度の鋼材においても、材料の加工性を確保するために、上述したTiといった第三元素成分を鋼成分として添加し、製品段階でこの窒素成分をも窒化物として固定させておく方法がとられている。ここで、窒素濃度が現状以上に増加した場合に、鋼板長手方向で材質上の不均一が生じうること、このばらつきを考慮して均一な材質を確保するためには、これら添加合金の量が増加し、溶鋼上でコスト増加はまぬがれない。

以上のような問題点を鑑み、本発明は、これら問題点を解決し、ノズル閉塞の防止に必要なガス吹き込み量は十分に確保し、かつ大幅な溶鋼コストの上昇もなく、また連続鋳造の操業状態の変動にも常に安定な効果を享受することができ、しかもふくれ欠陥を伴わない、低炭素鋼溶鋼板鋼板用の

鋳片を供給する連続鋳造を可能とする浸漬ノズルを提供することを目的とするものである。

(課題を解決するための手段)

本発明は、アルミナ-炭酸カルシウム溶鋼ノズルにおいて、ノズル内周面の構成成分を、シリカの含有量を5重量%以下、かつ炭化珪素の含有量を5～15重量%としたことを特徴とする浸漬ノズルに関するものである。

(作用)

発明者等は、ノズル閉塞を防止するための浸漬ノズルからのArガス吹き込みは従来どおり積極的に実施し、かつ浸漬ノズルからモールド内へ供給される溶鋼中に吹き込まれたガスが侵入しても、ふくれ欠陥につながらない熱延、冷延鋼板用鋳片の連続鋳造に適した浸漬ノズルに関して研究開発を続けてきた。

これらの、ふくれ欠陥の発生状態について詳細な解析、調査を重ねた結果、第2図に鋳造速度や鋳造幅等の鋳造条件を加えて鋳造を行ったTiを含有しない低炭素アルミキルド鋼とTiを含有

- 7 -

- 8 -

する極低炭素アルミキルド鋼の、溶鋼板の鋼板表面のふくれ欠陥の観察結果を、任意の鋳造時間単位に対し、次に示すふくれ発生指数で示したが、両鋼種ともに連続鋳造時間の経過に伴いふくれ欠陥の発生頻度が増加すること、さらにこの傾向は、Tiを含有しない低炭素アルミキルド鋼よりも、Tiを含有する極低炭素アルミキルド鋼に顕著である知見を得た。ここでふくれ発生指数とは、

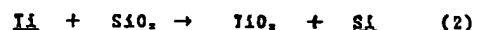
$$\frac{\text{コイル鋼板表面に1つでもふくれが発生したコイル数}}{\text{検査コイル数}} \times 100$$

によって規定している。

このふくれ発生状況の違いの原因を明らかにするため、同一の鋳造条件で鋳造を行ったTiを含有しない低炭素アルミキルド鋼と、Tiを含有する極低炭素アルミキルド鋼の浸漬ノズルを図取し、ノズル内部の溶鋼と接触する部分の耐火物を切り出し、その気孔率を調査した結果、Tiを含有しない低炭素アルミキルド鋼よりも、Tiを含有する極低炭素アルミキルド鋼の方がその気孔率が増加しており、さらに、これらの耐火物を水中に浸

漬し、溶鋼非接触面からArガスを通気させたところ、溶鋼接触面から発生するArガス気泡の大きさがTiを含有しない低炭素アルミキルド鋼よりも、Tiを含有する極低炭素アルミキルド鋼の方が大きいという知見を得た。

この鋳造後の耐火物の溶鋼接触面の気孔率が増加する原因をさらに究明するため、ノズル内周面1.1の耐火物組成と同一の棒状耐火物を作製し、ルツボ内で少量溶解したTiを含有しない低炭素アルミキルド鋼ならびにTiを含有する極低炭素アルミキルド鋼にそれぞれ浸漬、これら耐火物と溶鋼との反応を調査した。その結果、Tiを含有しない低炭素アルミキルド鋼ならびにTiを含有する極低炭素アルミキルド鋼のそれぞれとも、溶鋼中の成分であるアルミニウムならびにチタンと、耐火物中のシリカが以下に示すような、酸化還元反応を起こしていることが判明した。



- 9 -

- 10 -

すなわち、低炭素アルミキルド鋼、中でもTiを含有する低炭素アルミキルド鋼は、脱酸成分であるアルミニウムに加え、浸漬ノズル内周面のシリカと反応するTiをさらに含有するため、Tiを含有しない低炭素アルミキルド鋼以上に、ノズル内周面のシリカが消失しやすい鋼であると云える。すなわち、連続鋳造の鋳造時間の経過につれて、溶鋼と接触する浸漬ノズル内周面中のシリカが溶鋼成分のアルミ、Tiによって還元され、ノズル内周面の表面から消失することにより、浸漬ノズル内周面の気孔率が増加し、その結果浸漬ノズルを介して溶鋼中に吹き込まれるArガスの気泡径が増大することによって、これらのガスの一部が鋼片上面に捕捉され、ふくれ状欠陥につながるものと考えられる。

そこでこの考えに基づき、実際に、従来広く用いられているアルミナ、炭素(グラファイト)、シリカ他から構成される、いわゆるアルミナ-黒鉛質浸漬ノズルのノズル内周面の構成成分である

シリカを3重量%程度まで減少させた浸漬ノズルを用いて、ノズル閉塞を完全に防止できる量のArガスは流したまま、ふくれ状欠陥が顕著なTiを含有する低炭素アルミキルド鋼を鋳造し、その鋼片の内部に残留する気泡の挙動を時系列的に調査したところ、連続鋳造の後半でもその大きさ、数ともに増加することがないことを確認した。

さらに、こうして鋳造したこれらの鋼片を、常法に従って従来と同様の温度、圧下条件で熱間圧延あるいは熱間圧延後、冷間圧延ならびに焼鈍処理を行い、薄鋼板として製造し、その鋼板表面を入念に検査したが、ふくれ欠陥は全く発生していないという結果を得た。

一方、これらの鋳造は、鋳造中の操業条件も極めて安定であり、ノズル閉塞等の問題は一切認められず、また鋳造を終了した浸漬ノズルを解体し、従来吹き込みガス量を減少した際に著しく介在物が付着するノズル内周面の主にアルミナ系介在物の付着状況を調査した結果、介在物の付着はほとんど認められず、健全な状態を示していた。また

- 11 -

鋳造後の浸漬ノズル内周面の気孔率を調査したところ、鋳造前の気孔率からの変化もほとんど観察されないことをも確認した。

ここで、本発明の要件である浸漬ノズルの内周面のシリカの含有量としては、鋳造時間との兼ね合いにもよるが、平均的な鋳造時間である360分程度以上の連続鋳造に対してその効果を安定に享受するためには5重量%以下に抑えることが望ましい。

第3図には、Tiを含有する低炭素アルミキルド鋼の連続鋳造時間(分)に対して、ノズル内周面のSiO₂含有量を種々変化させて400分以上の鋳造を行い、該鋼片を熱間圧延後、冷間圧延ならびに焼鈍処理を行い薄鋼板で鋼板表面を検査したふくれ状欠陥の観察結果を、任意の鋳造時間単位に対して先に定義したふくれ欠陥発生指数で示した。本図に示されるように鋳造時間が長い場合でも、ノズル耐火物中のSiO₂の含有量は低いほうがふくれ状欠陥の発生抑制には好ましく、安定な鋼片を得るにはSiO₂の含有量は5重量%以下

- 12 -

が必要であることがわかる。

このシリカは、低熱膨張性の機能を有するため、これを含有することでノズルの耐スポーリング性が向上することからこれまで用いられているが、一方このシリカの含有量を低下させた浸漬ノズルに関しては、これまでに、ノズル内周壁面にMgO:1~15重量%以下、C:20重量%以下、SiO₂:1重量%以下、残部が不可溶不純物とZrO₂からなる母材を配置したもの(特開昭63-209258号公報)や、ノズルの溶鋼浸漬部およびノズル内周孔にシリカを含有しないか、あるいはノズル本体より少なくしたもの(特公平1-40790号公報)等が報告されている。しかし、前者については、比重の大きいジルコニアを使用するため、ノズルの重量が増加しハンドリングが劣るし、後者についてはシリカを減少させたため低下する耐スポーリング性を補うために黒鉛を25重量%以上添加しているが、この炭素は耐食性の観点ならびに低炭素鋼のように溶鋼中の炭素が低い鋼に対しては、鋼中の炭素

のピックアップの原因となることから好ましくない。

そこで本発明では、このシリカの含有量を低減させた場合に浸漬ノズルの耐スポーリング性を確保する観点から、シリカに比べて溶鋼中の成分と反応しにくい炭化硅素を含有させている。この炭化硅素の含有量は、シリカの減少量に見合う分量を添加することから、5重量%以上必要であり、一方、連続パウダー等に対する耐付着性からは15重量%以下とすることが必要である。

また、ノズルの浸漬成分としては、アルミナはノズルに耐食性を付与する機能をもち好ましい割合としては35重量%以上80重量%未満で、35重量%未満では耐食性が不十分で、また80重量%を超えると耐スポーリング性が低下する傾向にある。

黒鉛は、ノズルの耐スポーリング性を向上させる重要な機能を有し、その好ましい割合としては10重量%以上25重量%未満で、10重量%未満では耐スポーリング性に劣り、25重量%以上

では耐食性の悪化をもたらし、同時に前述のように極低炭素鋼の使用には好ましくない。ノズルの成分組成は以上を必須とするが、この他にノズル材質への添加物とし既に知られている材料を、本発明効果を損なわない範囲で含有させても良い。その材料としては、カーボンブラック、窒化硼素、各種金属粉、ジルコニア、ファイバー類、サイアロンなどが挙げられる。

これら成分構成からなる耐火物を用いて、ノズル内周面を構成する際に、ノズル本体に関しても同一材料を使用することが一般的には好ましいが、溶鋼と接触しない部分に関しては、従来のシリカを含有する組成の材料を用いることも可能であり、また両者の中間的な材質を介在させることも可能である。

ここで、耐火物材料の肉厚は一般に規定できるものではないが、内周面の厚みについては、ノズル肉厚の1/2以下にすることが望ましい。すなわち、1/2以上では耐スポーリング性が低下するし、逆に薄くすると効果が充分に発揮されず好ましくは

- 15 -

3mm以上が良い。

また、これらのノズルを用いて連続鋳造を行うにあたり、ノズル内から吹き込むArのガス量は、このArガスそのものがふくれ状欠陥の一つの原因につながるため、極力その量を低下させた方が好ましいことは言うまでもないが、ノズル閉塞の観点からは、いかなる溶鋼流量に対しても、1Nℓ/min以上のガスを吹き込むことが好ましいといえる。

この点に関しては、今後積極的な溶鋼の清浄化を図り、溶鋼中の介在物量を減少させる等の付加技術により、一層の吹き込む流量低減を行うことも充分に可能と考えられる。

(実施例)

以下に本発明ノズルについて、とりわけふくれ状欠陥の発生が顕著であるTiを含有する極低炭素アルミキルド鋼の鋳造に用いた実施例ならびに比較例で説明する。

実施例1

C: 0.002wt%, Si: 0.01wt%, Mn:

0.10wt%, Al: 0.030wt%, Ti: 0.080wt%, P: 0.01wt%, S: 0.005wt%, N: 0.003wt%の組成からなるTiを含有する極低炭素アルミキルド鋼を、厚み250mm、幅1500mmの鋼片に、鋳造速度1.5t/min(4ton/min)にて連続鋳造する際に、タンディッシュからセールドに溶鋼を供給する浸漬ノズルとして、ノズル内周面11にSiO₂を含有せず、炭化硅素を15重量%、炭素を23重量%、アルミナを62重量%含有したものを用いて鋳造を400分行ったところ、この鋼片を常法に従って、熱間圧延を行った際の板厚4.0mmの鋼板表面のふくれ欠陥の発生は、鋼片全数に対して、先に示したふくれ発生指数で0であった。

実施例2

C: 0.002wt%, Si: 0.01wt%, Mn: 0.09wt%, Al: 0.028wt%, Ti: 0.020wt%, P: 0.01wt%, S: 0.005wt%, N: 0.003wt%の組成からなるTiを含有する極低炭素アルミキルド鋼を、厚み250mm、幅

1500mmの鋳片に、鋳造速度1.5m/min (4 ton/min) にて連続鋳造する際に、タンディッシュからモールドに溶鋼を供給する浸漬ノズルとして、ノズル内周面11にSiO₂を2重量%、炭化硅素を10重量%、炭素を20重量%、アルミナを68重量%含有したものを用いて鋳造を420分行ったところ、この鋳片を常法に従って、熱間圧延ならびに冷間圧延を経たのち、焼鈍処理を実施した際の板厚1.0mmの鋼板表面のふくれ欠陥の発生は、鋳片全数に対して、先に示したふくれ発生指数表示で0であった。

実施例3

C: 0.002wt%, Si: 0.01wt%, Mn: 0.12wt%, Al: 0.032wt%, Ti: 0.050wt%, P: 0.01wt%, S: 0.005wt%, N: 0.003wt%の組成からなるTiを含有する極低炭素アルミキルド鋼を、厚み250mm、幅1500mmの鋳片に、鋳造速度1.5m/min (4 ton/min) にて連続鋳造する際に、タンディッシュからモールドに溶鋼を供給する浸漬ノズルとし

て、ノズル内周面11にSiO₂を2重量%、炭化硅素を8重量%、炭素を20重量%、アルミナを70重量%含有したものを用いて鋳造を450分行ったところ、この鋳片を常法に従って、熱間圧延ならびに冷間圧延を経たのち、焼鈍処理を実施した際の板厚0.8mmの鋼板表面のふくれ欠陥の発生は、鋳片全数に対してふくれ発生指数表示で0であった。

実施例4

C: 0.002wt%, Si: 0.01wt%, Mn: 0.10wt%, Al: 0.031wt%, Ti: 0.080wt%, P: 0.01wt%, S: 0.005wt%, N: 0.003wt%の組成からなるTiを含有する極低炭素アルミキルド鋼を、厚み250mm、幅1500mmの鋳片に、鋳造速度1.5m/min (4 ton/min) にて連続鋳造する際に、タンディッシュからモールドに溶鋼を供給する浸漬ノズルとして、ノズル内周面11にSiO₂を5重量%、炭化硅素を10重量%、炭素を15重量%、アルミナを70重量%含有したものを用いて鋳造を400

- 19 -

分行ったところ、この鋳片を常法に従って、熱間圧延ならびに冷間圧延を経たのち、焼鈍処理を実施した際の板厚1.2mmの鋼板表面のふくれ欠陥の発生は鋳片全数に対して、ふくれ発生指数表示で0であった。

比較例1

C: 0.002wt%, Si: 0.01wt%, Mn: 0.11wt%, Al: 0.030wt%, Ti: 0.020wt%, P: 0.01wt%, S: 0.005wt%, N: 0.003wt%の組成からなるTiを含有する極低炭素アルミキルド鋼を、厚み250mm、幅1500mmの鋳片に、鋳造速度1.5m/min (4 ton/min) にて連続鋳造する際に、タンディッシュからモールドに溶鋼を供給する浸漬ノズルとしてノズル内周面11にSiO₂を20重量%、炭化硅素を2重量%、炭素を20重量%、アルミナを58重量%含有する従来のものを用いて鋳造を400分行ったところ、この鋳片を常法に従って、熱間圧延ならびに冷間圧延を経たのち、焼鈍処理を実施した際の板厚1.0mmの鋼板表面のふくれ

- 20 -

欠陥の発生は、鋳片全数に対して、ふくれ発生指数表示で0.08であった。

比較例2

C: 0.002wt%, Si: 0.01wt%, Mn: 0.10wt%, Al: 0.030wt%, Ti: 0.080wt%, P: 0.01wt%, S: 0.005wt%, N: 0.003wt%の組成からなるTiを含有する極低炭素アルミキルド鋼を、厚み250mm、幅1500mmの鋳片に、鋳造速度1.5m/min (4 ton/min) にて連続鋳造する際に、タンディッシュからモールドに溶鋼を供給する浸漬ノズルとして、ノズル内周面11にSiO₂を8重量%、炭化硅素を3重量%、炭素を25重量%、アルミナを64重量%含有するものを用いて鋳造を450分行ったところ、この鋳片を常法に従って、熱間圧延ならびに冷間圧延を経たのち、焼鈍処理を実施した際の板厚0.9mmの鋼板表面のふくれ欠陥の発生は、鋳片全数に対してふくれ発生指数表示で0.04であった。

比較例3

- 21 -

- 22 -

C: 0.002wt%, Si: 0.01wt%, Mn: 0.10wt%, Al: 0.031wt%, Ti: 0.080wt%, P: 0.01wt%, S: 0.005wt%, N: 0.003wt%の組成からなるTiを含有する極低炭素アルミキルド鋼を、厚み250mm、幅1500mmの鋼片に、鋳造速度1.5m/min (4 ton/min) にて連続鋳造する際に、タンディッシュからモールドに溶鋼を供給する浸漬ノズルとして、ノズル内周面11にSiO₂を4重量%、炭化硅素を4重量%、炭素を22重量%、アルミナを70重量%含有するものを用いて鋳造を行ったところ、鋳造初期に熱衝撃によってノズルが破損し、安定に鋳造を進めることができなかった。

比較例4

C: 0.002wt%, Si: 0.01wt%, Mn: 0.10wt%, Al: 0.031wt%, Ti: 0.080wt%, P: 0.01wt%, S: 0.005wt%, N: 0.003wt%の組成からなるTiを含有する極低炭素アルミキルド鋼を、厚み250mm、幅1500mmの鋼片に、鋳造速度1.5m/min (4

ton/min) にて連続鋳造する際に、タンディッシュからモールドに溶鋼を供給する浸漬ノズルとして、ノズル内周面11にSiO₂を含有せず、炭化硅素を18重量%、炭素を22重量%、アルミナを60重量%含有したものを用いて鋳造を行ったところ、速熔パウダーに接触する部分のノズル溶損が激しいために、鋳造時間300分にて鋳造を中断に至った。ただし、この鋼片を常法に従って、熱間圧延ならびに冷間圧延を経たのち、焼鈍処理を実施した際の板厚1.2mmの鋼板表面のふくれ欠陥の発生は鋼片全数に対して、ふくれ発生指数表示で0であった。

比較例5

C: 0.003wt%, Si: 0.022wt%, Mn: 0.11wt%, Al: 0.033wt%, Ti: 0.080wt%, P: 0.01wt%, S: 0.005wt%, N: 0.003wt%の組成からなるTiを含有する極低炭素アルミキルド鋼を、厚み250mm、幅1500mmの鋼片に、鋳造速度1.5m/min (4 ton/min) にて連続鋳造する際に、タンディッシュ

からモールドに溶鋼を供給する浸漬ノズルとして、ノズル内周面11にSiO₂を含有せず、炭化硅素を12重量%、炭素を35重量%、アルミナを53重量%含有したものを用いて鋳造を420分行ったところ、この鋼片を常法に従って、熱間圧延ならびに冷間圧延を経たのち、焼鈍処理を実施した際の板厚0.9mmの鋼板表面のふくれ欠陥の発生は、鋼片全数に対して、ふくれ発生指数表示で0であったが、鋼片の炭素は特に鋳造初期に0.006wt%まで増加していた。

(発明の効果)

以上のように、本発明によれば、タンディッシュから連続鋳造のモールド内へ溶鋼を注入する浸漬ノズルの溶鋼接触面の構成成分であるシリカならびに炭化硅素の含有量に配慮を加えることによって、低炭素アルミキルド鋼に代設される溶鋼板に向けられる鋼片の連続鋳造において、浸漬ノズル内の介在物集積によるノズル閉塞の防止機構を低下させることなく、吹き込まれるガスの気泡径が鋳造時間の経過とともに増大する現象を低減す

ることにより、この気泡が原因となる、溶鋼板の圧延時、焼鈍時におけるふくれ欠陥の発生を的確に回避することができ、歩留の向上等大きな効果が享受できる。

4. 図面の簡単な説明

第1図はタンディッシュからモールドに至る溶鋼の注入挙動、ならびに浸漬ノズルを介して溶鋼中に吹き込まれたガスの挙動を示す説明図、第2図は、Tiを含有しない低炭素アルミキルド鋼と、Tiを含有する極低炭素アルミキルド鋼の、鋳造時間に対する溶鋼板のふくれ発生状況をふくれ発生指数で示した説明図、また第3図は、Tiを含有する極低炭素アルミキルド鋼に対して、浸漬ノズル内周面のシリカの含有量を炭化させた場合の、鋳造時間に対する溶鋼板のふくれ発生状況をふくれ発生指数で示した説明図である。

- 1…タンディッシュ
- 2…モールド
- 3…上ノズル
- 4…スライディングプレート

- 5...下ノズル
- 6...モールド内浸液ノズル
- 7...溶剤吐出部(吐出口)
- 8...モールド内パウダー層
- 9...凝固殻
- 10...気泡
- 11...内周面

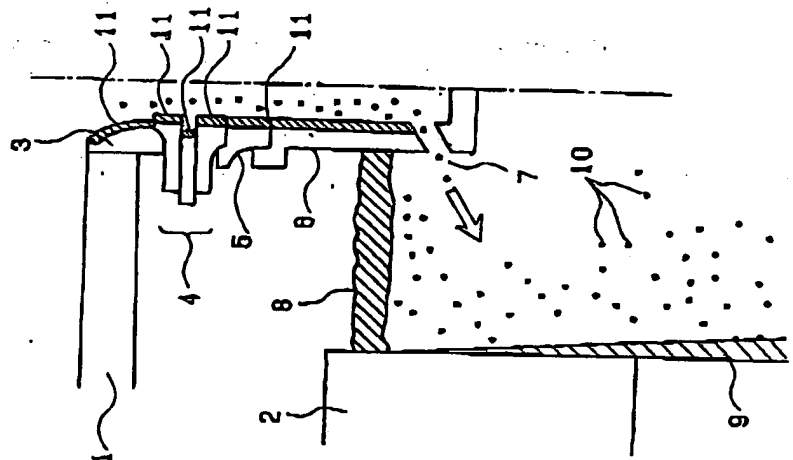
代理人 弁理士 吉 島 幸



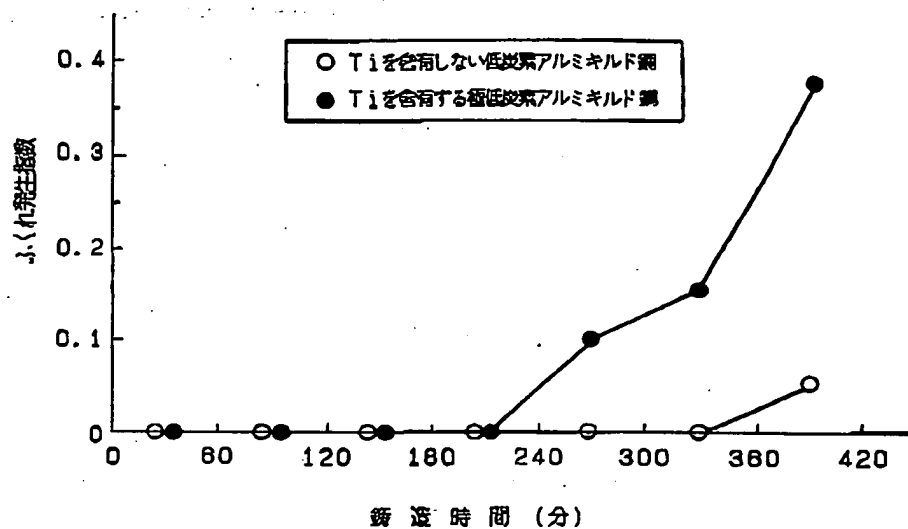
- 27 -

第 1 図

- 1:タンディッシュ
- 2:モールド
- 3:上ノズル
- 4:スライディングプレート
- 5:下ノズル
- 6:モールド内浸液ノズル
- 7:吐出口
- 8:パウダー層
- 9:凝固殻
- 10:気泡
- 11:ノズル内周面



第 2 図



第 3 図

